

抄 録

—製 鉄—

南阿の高品位赤鉄鉱の自溶性焼結について

(E. Klein: Blast Furnace, Coke Oven and Raw Materials Conference, 1958, pp. 265~274).

1945 年 South African Iron and Steel Industrial Corporation, Ltd. (ISCOR) は鉄石を 3" 以下に粉碎し 3/8" 以下を篩分けて粒度別層状装入を始め 1950 年にこの篩下の焼結を始めた。強度を大きく粉率を低くすることを目的とした結果、焼結鉄 (FeO 14%, SiO₂ 11.5%) 30~40% 配合で出鉄量は 550 t から 485 t に急減し、コークス比は 1.023 となった。

1952年にベツディング工場と共に鉄石処理工場が操業を開始し 1/8" 以下の鉄石を焼結し FeO を 10~14% に維持した結果、出鉄量は 545 t, コークス比は 0.928 と僅かに改善されただけであつた。

つぎに燃料の粒度を 1/8" 以下にし 1954 年に CaO 5.4%, SiO₂ 6~8%, Fe⁺⁺ 4~6% の焼結鉄を生産した結果、出鉄量は 560 t に増加し、コークス比は 0.830 に下つた。(ただし炉床径が拡大されている。)

1955 年に篩分を改善し 4"~1" および 1"~1/4" の 2 種の粒度の焼結鉄を装入するようにし、また水の添加法も変更した結果、Fe⁺⁺ 4.9%, SiO₂ 6.6%, CaO 5.5% の焼結鉄 40% 装入で出鉄量 595 t, コークス比 0.790 であつた。

つぎに CaO の代りにドロマイトを添加して試験したが、ドロマイトは焼結鉄を物理的に弱くし、成功しなかつた。

以上の 9 期にわたる操業の結果を表および図にまとめつぎのような傾向を明らかにした。

1) FeO の減少とともに出鉄量は増加しコークス比は低下する。

2) 返粉の増加とともに FeO および燃料は減少する。

3) 燃料の減少とともに FeO は減少する。

試験期間の最後に焼結鉄の装入割合を多くした結果、75% 配合では出鉄量 622 t, コークス比 0.752, 67% 配合では 638 t, 0.713 であつた。また FeO が低く 3.4% の時は 684 t, 0.659 であつた。

以上の結果から FeO が低くしかも強度の大きい焼結鉄を作ることは石灰の添加、最少の燃料および返粉の適度の割合によつてのみ可能であるといえる。

(討議)

R. D. Burlingame (Great Lakes Steel Corporation) —ミネソタ大学で行なつた実験でも石灰の添加およびコークスを少なくすることによつて強度が大きくなり、しかも酸化度の高い焼結鉄が得られるという結果であつた。

F. C. Anderko—焼結混合物中の返粉の量が FeO% に影響するという事について説明されたい。

E. Klein—特に多量の返粉がベッドの通気性を一層

よくし、さらにコークス量を減少させたことによるもの
と考える。(永野 恭一)

—製 鋼—

鍛造用鋼の性質におよぼす真空鑄造法の影響

(M. A. Orehsoski & J. H. Hornak; Proc. Elec. Furn. Steel, Vol. 16 (1958) 68~84)

電機工業におけるロータの大型化にともない、大型鍛造品を必要とする。この際、フレーキングを防止することおよび所要の機械的性質を得ることが重要な問題となる。U. S. Steel Co. では大型鍛造品の水量含有量を減少させるため、U. S. Steel Co. の Dugueasne 工場に真空鑄造装置を設置し実験した結果が本稿に報告されている。

真空系は 4 段蒸気エジェクターを使用し、第 4 段エジェクターとエバキュエーターとは併列に取付けられている。

この真空系では、0.6mmHg の下で 19.3 の分子量を持つガス (Co, N₂, H₂ の混合ガス) を 100,000cfm だけ排気することができる。真空タンクの内径は 15ft で高さは 28ft である。この内に 110" 直径の鑄型を入れて、ホット・トップ操業が可能である。操業時の真空度についていえば、空引の際は 0.8~24mmHg で、鑄造の際に 3.3~5.0mmHg に下り、ホット・トップの際に 0.28~2.4mmHg に上る。鑄造速度は 4.2~6.7t/mn である。24溶解における H₂ の含有量は、鑄造前の 3.3~5.8 ppm から真空鑄造後の 0.3~2.0 ppm まで低減する。この低減の程度は鋼種によつて異なる。一般に 1.5 ppm 以下の H₂ 量になるとフレーキングの発生は減少する。

Ni-Mo-V 鋼のローター鍛造品を大気溶解法と真空鑄造法によつて製造した場合の機械的性質の比較を下記の表にする。

表 大気溶解法と真空鑄造法により製造した鍛造品の機械的性質の比較。

Ni-Mo-V 鍛 造 鋼		延 び %		絞 り %	
		範 囲	平均	範 囲	平均
大溶解 気法	非時効のもの	11.0~16.5	13.8	18.8~30.8	23.7
	時効のもの	16.5~20.5	19.4	37.9~53.3	47.5
真空 鑄造 法	非時効のもの	16.0~21.5	19.9	47.7~57.6	53.0
	時効のもの	15.0~23.0	20.2	44.7~57.3	53.2

なお、真空鑄造鋼の耐衝撃性は可成り良好であつた。そして遷移温度も相当程度低下した。しかしこの耐衝撃性の改良は真空鑄造法によるのか、または製造法の変化によるのであるかまだ検討中で明らかでない。

(上野 学)

Kaldo 法のその後の実験 (B. Kalling, F. Johansson: J. Iron Steel Inst., 192 (1959), Aug., 330)

Kaldo 法は 1956 年 5 月以来 スウェーデンの Domnarvet で商業生産が行なわれ、26 t 炉で今日まですでに約 20 万 t 以上の鋼塊が生産された。その普通操業法についてはすでに発表 (Stahl u. Eisen, 77 (1957), 1308; 本誌抄録, 44 (1958), No. 2, 190; Stahl u. Eisen, 77 (1957), 1885) したが、本論文はその後の操業成績、とくに熱経済、反応の調節、鋼の歩留り、ライニング、鋼質、生産量、総合的な経済性などについて述べている。

Domnarvet で普通用いられる銑鉄は 3.6% C, 0.3% Si, 0.7% Mn, 1.85% P である。この製鋼法の大きな特徴の一つは吹精によつて生ずる CO を炉内で大部分 CO₂ に燃焼させその発生を有効に利用できる点で、CO を 75% 程度まで燃焼させれば、150 kg の石灰とともに 140 kg/t 銑鉄の鉄鉱石を加えることができる。また 4% C, 1.0% Si の低 P 銑でも同程度の鉄鉱石を添加でき、鉄鉱石の代りにスクラップを冷却剤に用いれば、600 kg/t 銑鉄まで加えられる。

反応の進行は種々の方法で推測されかつ調節され得る。酸素ジェットを湯面に垂直に近くすれば Fe の酸化を促進して鉄滓の流動性を増し、また回転を高速にすれば FeO の生成は少なく鋼滓は粘稠となる。最終滓の Fe% を少なく保つには吹精の終了近くに回転速度を最高にし、また途中排滓の直前には鋼滓の流動性を十分にするため Fe 含量を調節するが、その他は鋼滓を比較的硬目にする。回転用のモーターの負荷によつて鋼滓の硬さがわかり、鋼滓が熔融すると電流は激減する。廃ガス管の温度は反応進行のよいインディケーターで、強い沸騰が起ると CO が多くなつてフードで燃えるため廃ガス管は高温となり、回転を落せば沸騰が少なくなつて CO は炉内でより完全に燃焼して廃ガス管は低温となる。経験から炉内の CO 燃焼の程度がこの廃ガス管の温度によつて判かる。

また生産計画や銑鉄組成の変動に対しても Kaldo 法は融通性に富み、平炉と同様かなり広い範囲の銑鉄に適用できる。さらに所要の C% で操業を止めることが可能で高炭素鋼製造の場合も復炭を要しない。とくに CO 燃焼による大きな発熱を利用して温度調節が容易である。

ライニングの寿命は塩基性 Bessemer 銑で 70 回程度にまで改善されたが、なお向上の余地はあり、100 t 炉ではもつと持つだろう。ドロマイト消費は 25 kg/t 銑鉄で内 5 kg は回収されるが、なお転炉より消費量は多い。3 t 炉の試験では珪石煉瓦でかなりの寿命を示したことは注目される。これは脱 P は不可能であるが、最近の選鉱法ではある種の鉄石で P をごく低い値に下げられ製鋼中の脱 P を要しなくなり、そのような場合には珪石煉瓦の使用も可能である。

吹精鋼中の P は高 P 銑を用いても低 C リムド鋼で最高 0.015~0.025%, 高 C キルド鋼で 0.030~0.035%, N₂ は 0.002~0.003%, S はとくに低く 0.010~0.020% で Mn が少なくても高温加工性大で熔接性もよい。温度を上げられるので鋼塊表面もきれいであり、また炉の回転によつて鋼浴の組成および温度の均一性もよい。冷間加

工性がすぐれとくに深絞り用に平炉鋼より良いといわれ、また Domnarvet では造船用鋼板を製造し、Lloyd 規格などの承認を得ている。C 0.05~1.5%, Mn 1.5% までのリムド、セミキルド、キルド、Al-キルドの広範囲の鋼種に適用できる。

平炉用の予備精錬炉とか海綿鉄を用いる製鋼にも用いられ、とくに銑鉄を全く用いず鉄石からの直接製鋼にも利用できる可能性が考えられる。

現在の生産能率は出鋼から出鋼まで 26 t 炉で 80 分、内吹精時間 40 分、24 時間に 18 チャージ。フランスおよびスウェーデンで 100 t 炉を建設中である。(田中良平)

一 鑄 造

間接弧光式揺動電気炉による球状黒鉛鑄鉄の製造
(L. Miller. Modern Castings, Vol.36, No.5 p. 653~660)

高純度の球状黒鉛鑄鉄を得るため間接弧光式揺動電気炉の利用に関して、炉、化学組成の調整およびマグネシウム添加用のプランジャー取鍋 (プランジャーとはホスホライザーとも呼ばれている。)について述べる。

炉体は中性または弱塩基性ライニングを施して置く。炉の性質上、他の電気炉のような熔湯の攪拌作用が全く不能なため揺動型とする。もちろん、精錬、造滓を行わず熔解という単純な作業のみで 2930~2950°F (1610~1620°C) とする。電極は自動送りであるが、弧光状況によつて化学組成は変化する。しかし大体珪素 0.50~0.75%, マンガン最大 0.3%, 燐最大 0.04%, 硫黄最大 0.03%, チタン最大 0.05% 程度減少すると考えて良い。炭素量は目的とする組織の型によつて異なるが、フェライト型には 3.7~3.9%, パーライト型には 3.6~3.8% 程度を目標とする。第 1 表に操業例を示す。

第 1 表 操業配合例

単位%

	フェライト型	パーライト型
低 燐 銑	53.125	51.875
ダクタイル返り材	40.000	40.000
鋼 屑	5.110	5.110
フェロマンガン (20% Mn)	—	1.250
La-Ce 合金 (La 30%, Ce 45%)	0.015	0.015
Ni-Mg-Si 合金	0.875	0.875
フェロシリコン (約 0.75% Ca を含む)	0.875	0.875

球状化処理用の取鍋は一般の取鍋を 7"~8" 高めとして用い、使用に際しては前もつて赤熱して置く。2930°F (1610°C) 程度で出湯し、同時に La-Ce 合金添加を行なう。マグネシウム処理は 2820~2880°F (1560~1582°C) で行ない、さらに鑄込用取鍋に移して Fe-Si 0.75% 程度で接種する。マグネシウム合金添加はプランジャーを使用し、処理中はプランジャー上部に付した鉄蓋で処理鍋を完全に覆うようにする。化学組成と組織および機械的性質の一例はつぎの通りである。

第2表 化学組成と組織および機械的性質

	T.C. %	Si %	Mn %	P %	Mg %	Ni %	T. S. kg/mm ²			El. % in 2"			BHN		
							焼鈍	焼 準		焼鈍	焼 準		焼鈍	焼 準	
								650°C	593°C		650°C	593°C		650°C	593°C
パイラ型	3.80	2.40	0.40	0.03	0.06	0.70	—	56.3	70.2	—	8	4	—	235	277
フェラ型	3.80	2.40	0.20	0.03	0.06	0.70	42.2	—	—	15	—	—	179	—	—

(飯島史郎)

酸性キュボラによる球状黒鉛鑄鉄の製造

(H. E. Henderson. Modern Castings Vol. 36, No.5 p.661~668)

ある一工場において過去1年間に4000t以上のダクタイル鑄鉄がつくられた。その内80%が酸性キュボラ熔解によつてゐる。1949年頃ダクタイル鑄鉄の初期では、脱硫はソーダ灰で行なわれ作業は面倒であつた。もちろん、組成的にも不十分で機械加工性も悪く硫化物など介在物の巻き込みも多かつた。また大量のマグネシウム添加が行なわれたため、鑄込温度も低下し、不十分な点が多かつた。つぎに塩基性水冷キュボラが出現したが、C, Si, Mnの調整が困難であつた。1952年末に造られたキュボラ(著者所属の Lynchlurg Foundry Co.)は8t以上の容量を有し、羽口は水冷式で炉内につき出した形状のものとした。つまり一般のキュボラの場合よりはむしろ熔鋸炉に似たもので出銑温度は2950°F(1620°C)以上とした。送風は予め独自のヒーターで1000°F(約618°C)に加熱されて吹き込まれる。操業記録を示すと第1表のごとくである。

第1表 操業記録

	配 合 比 %
低マンガン鉄 (T.C2.0%, Si0.1%, Mn0.10%)	25
鋼 屑	35
ダクタイル返り材	40
コークス比	12.5
ドロマイト	1.5
送風量 lb-mn	500
キュボラ内径	56"
床込コークス高さ	42"
熔解量 t/h	14

	TC	Si	Mn	P
計算上化学組成%	2.05	1.02	0.30	0.05
分析結果%	3.60	1.12	0.30	0.06

脱硫は20メッシュのカルシウムカーバイドを窒素ガスと共に2本の黒鉛チューブにより熔湯の表面および中に噴射する。第1表の操業に際してはフロントスラッキング法により連続出湯をしている樋に毎分4ポンド(約1.8kg)の割合で吹き込みを行なつた。マグネシウム球状化処理はNi-Mg-Si合金で取鍋への置注法を採用し、熔湯を取鍋に半量程満して後ミッシュメタル、フェロシ

リコン、カルシウムシリコンを添加し充分攪拌してさらに必要量だけ出湯する。化学組成の目標範囲を示すと第2表の通りである。

第2表 化学組成

TC	Si	Mn	P	S	
				脱硫前	脱硫後
3.60	2.40	0.3	<0.10	0.085	0.013
±0.15	±0.2	±0.05	±0.02	±0.015	±0.005

Ni	Cr	Cu	Mo		
0.7	<0.14	<0.18	<0.02		
~0.85	±0.04	±0.04	±0.01		

この場合の鑄造し機械的性質は引張り強さ 60kg/mm² 前後、伸び 7% 前後、硬度 BHN 200 前後である。

(飯島史郎)

インゴットの凝固に伴う溶質の偏析に就いて

(W. A. Tiller: Journal of the Iron and Steel institute, Aug., (1959) 338~350)

偏析はインゴットが大きい場合鍛造時に非常に問題になる。本稿は凝固過程がマクロ組織、偏析にいかに関与するかを理論的に述べたものである。

長い円柱状の融体を考え、この一端から他端に向つて凝固が進行する場合、溶質の濃度を C_0 とすれば、融体は凝固温度に達した瞬間 kC_0 なる濃度の溶質を有する固体と平衡状態になる。(k : 固体への溶解度/融体への溶解度)。凝固の進行に伴い固体中の溶質原子は融体との境界面に拡散しさらに融体へと拡散しようとする。しかし溶質の単位時間、単位濃度勾配での拡散速度が境界面の移行速度 (R) より、2~3のオーダーだけ小さいゆえ、境界面に接した部分の融体中に溶質原子の集中が生ずる。境界面からの距離 (x) の点における融体の溶質の濃度 C_L は式 (1) で示される。

$$C_L = C_0 \frac{(1-k)}{k} \exp(-Rx/D) + C_0$$

{ D : 拡散恒数 } (1)

すなわち k の値が 10^{-2} 位小さいと溶質原子濃度は境界面で C_0 の 100 倍になる。ゆえに微量の C, O の存在のもとでリムド鋼に CO ガス、ブローホールが発生する理由がこれから説明できる。また凝固した固体の濃度変

化は同様に式 (2) で表わされる。

$$C_S = Co \{ (1-k) [1 - \exp(-kRx/D)] + k \} \dots (2)$$

境界部分における融体中の溶質濃度に差が存在することは融体の凝固点が各点で異なることを意味する。平衡状態が保持されている場合、境界面より離れるにしたがつて凝固点は上昇し一定値に近づく。凝固開始直後では融体の温度勾配は急であるが、凝固の進行と共に勾配は緩かになり上記の融体の凝固点分布曲線より実際の温度勾配が下になるような constitutional supercool の状態になると境界面はくずれ、優先成長方向を有する cell に配列し成長が始まる。各 cell の境は溶質濃度の高い薄い層からなっている。これが柱状晶である。ところで境界面に接した融体の温度勾配 (G) と境界面の移動速度の間には式 (3) が成立する。

$$G/R = mCo(1-k)/Dk \quad (m: \text{液相線の勾配}) \dots (3)$$

ゆえに Co が定まれば境界面がくずれて cell の生ずる G/R が定まることがわかる。このことは Pb に対する Au, Ag, Sn について実験的に確認されている。

相隣る柱状晶の接触部は溶質濃度が高く、フリーな先端部に近づくにつれ減少しこのため結晶成長方向に直角な方向への溶質原子の流れが生じ柱状晶と接する融体部への濃縮が緩和されるため一旦 constitutional supercool が減少するが柱状晶が十分に成長して太くなり、また柱状晶相互の接触部は凝固点が低く成長が阻止されるが、先端部は成長が進行し柱状晶先端の間隔がひらくにつれ constitutional supercool が大になる。柱状晶粒界には細長い溝が生じ、この溝を通じて収縮に伴い内部の高濃度の融体が外部に移行するいわゆる逆偏析が生ずると考えられる。

constitutional supercool の増大がある程度進行すると樹状晶が析出し始め、柱状晶の場合と同様の機構により supercool が軽減されるが、矢張り成長が進むにつれ樹状晶の先端に新しい核が生じうるほど supercool が生じ自由晶の析出が始まる。

以上のような理論から実際のインゴットの凝固に際して生ずる偏析を説明した。

(小野清雄)

一 性 質

鋼の薄膜製造の電解ジェット技術について

(P. M. Kelly & J. Nutting: J. of Iron & Steel Inst. 192 (1959) 246~248)

この数年来電子顕微鏡の研究者は金属の組織をレプリカ法でなく、金属の薄膜に電子線をあて直接観察せんとして薄膜製造技術を検討してきた。この際一般に金属をマイクロ・トームで 50~200 μ の厚さに切断することより始まる。しかし鋼の場合のように硬い組織のものでは直接切断することは困難である。それで本稿の電解ジェット技術が生れた。この方法は $HCl:CuCl_2=3:1$ の電解液を陰極たる銅製パイプを通して試料の表面に吹付けて電解腐蝕させる。この際陰極パイプも試料支持台もそれぞれ上下、左右に振動させる。電解条件は 40~50 V, 2 A である。この条件では 1 分間に 10 μ だけ金属を腐蝕させることができる。このようにして試料の厚さが 50~100 μ になると取出し水洗する。つぎに 10:1 の醋酸一過塩素酸溶液で電解腐蝕してさらに 20 μ の厚さの薄膜にし、これを電子顕微鏡で観察する。今 0.14% C 鋼と 0.98% C 鋼を各種熱処理後に上記方法で薄膜として観察した結果をまとめると、

① 0.14% C 鋼を 950°C より水焼入し、100°C × 1h 焼戻した試料では、40~80 Å 巾、600~1200 Å 長さの小片状の析出物がみとめられる。この析出物は明らかに 3 つの結晶方向に配列している。ただしこれからはづれた析出物もあつた。

電子回折ではこの析出物の結晶構造は決定されなかつた。つぎに 400°C × 1h 焼戻した試料では、前と同じ顕微鏡組織であるが、薄膜の観察結果では 100~250 Å 巾、600~1500 Å 長さの析出物が明らかにウィッドマン型に配列して、電子回折の結果セメントタイトの析出物であつた。

② 0.98% C 鋼を 850°C より水焼入したマルテンサイト針状晶にこの技術を適用すると、個々のマルテンサイト葉が明らかに観察される。このマルテンサイト針状晶に斜めに横ぎつた細溝をみとめることができた。この細溝を高倍率で調べると、広巾のバンドの内に薄い単位バンドの層がいくつも積層している。この薄い単位バンドの最小巾は約 20 Å である。Greninger & Troiano のマルテンサイト変態に関する 2 段階機構によると、第 2 段階における剪断は針状晶の形を変えないで、マルテンサイト針状晶を斜めに横ぎる 20 Å 巾の層状相を生ぜしめると報告している。この層状相の 20 Å と上記実験結果の単位バンドの最小巾 20 Å とはよく一致する。

(上野 学)